

HIGH ELASTICITY METASTABLE AUSTENITIC STAINLESS STEEL SHEET AND PRODUCTION METHOD THEREFOR

Publication number: JP2003193202

Publication date: 2003-07-09

Inventor: TOMIMURA HIROKI; MORIMOTO KENICHI;
HIRAMATSU NAOTO

Applicant: NISSHIN STEEL CO LTD

Classification:

- international: **C21D9/46; C22C38/00; C22C38/40; C22C38/58;**
C21D9/46; C22C38/00; C22C38/40; C22C38/58; (IPC1-
7): C22C38/00; C21D9/46; C22C38/40; C22C38/58

- european:

Application number: JP20010392449 20011225

Priority number(s): JP20010392449 20011225

Report a data error here

Abstract of JP2003193202

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a metastable austenitic stainless steel sheet which has a high Young's modulus of $\geq 200,000$ N/mm² in both the T direction and the L direction.

SOLUTION: The steel sheet has a chemical composition containing, by mass, 0.01 to 0.20% C, 12.0 to 20.0% Cr, 4.0 to 12.0% Ni, and 0.01 to 0.20% N, and in which the value of Md (N) defined as $Md (N) = 580 - 520C - 2Si - 16Mn - 16Cr - 23Ni - 26Cu - 300N - 10Mo$ reaches 0 to 125. The steel sheet has a fine austenite single phase structure having a mean particle diameter of ≤ 5 μ m, a dual-phase structure of fine austenite+martensite where a part of the fine austenite phase is transformed into martensite, or a metallic structure obtained by subjecting these structures to cold rolling. The steel sheet is produced by using a method where a cold rolled steel sheet having the above chemical composition containing ≥ 60 vol.% martensite is heated at 550 to 850[deg.]C to inversely transform the martensite into austenite.

COPYRIGHT: (C)2003,JPO

Data supplied from the esp@cenet database - Worldwide

This Page Blank (uspto)

(19)日本国特許庁 (J P)

(12) 公 開 特 許 公 報 (A)

(11)特許出願公開番号
特開2003-193202
(P2003-193202A)

(43)公開日 平成15年7月9日(2003.7.9)

(51)Int.Cl. ⁷	識別記号	F I	テ-マ-ト*(参考)
C 2 2 C 38/00	3 0 2	C 2 2 C 38/00	3 0 2 Z 4 K 0 3 7
C 2 1 D 9/46		C 2 1 D 9/46	Q
C 2 2 C 38/40		C 2 2 C 38/40	
38/58		38/58	

審査請求 未請求 請求項の数10 O L (全 9 頁)

(21)出願番号 特願2001-392449(P2001-392449)

(22)出願日 平成13年12月25日(2001.12.25)

(71)出願人 000004581

日新製鋼株式会社
東京都千代田区丸の内3丁目4番1号

(72)発明者 富村 宏紀

山口県新南陽市野村南町4976番地 日新製
鋼株式会社内

(72)発明者 森本 憲一

山口県新南陽市野村南町4976番地 日新製
鋼株式会社内

(74)代理人 100076130

弁理士 和田 憲治 (外1名)

最終頁に続く

(54)【発明の名称】 高弾性準安定オーステナイト系ステンレス鋼板およびその製造法

(57)【要約】

【課題】 鋼板のT方向、L方向ともに200000N/mm²以上の高い縦弾性係数を有する準安定オーステナイト系ステンレス鋼板を提供する。

【解決手段】 質量%で、C:0.01~0.20%、Cr:12.0~20.0%、Ni:4.0~12.0%、N:0.01~0.20%を含有し、 $Md(N)=580-520C-2Si-16Mn-16Cr-23Ni-26Cu-300N-10Mo$ と定義されるMd(N)の値が0~125となる化学組成を有し、平均粒径5μm以下の微細オーステナイト単相組織、平均粒径5μm以下の微細オーステナイト相の一部がマルテンサイトに変態した微細オーステナイト+マルテンサイト2相組織、またはこれらの組織を冷間圧延した金属組織を呈する鋼板。この鋼板は60体積%以上のマルテンサイトを含む上記化学組成の冷延鋼板を550~850℃の温度に加熱してマルテンサイトをオーステナイトに逆変態させる方法を用いて製造される。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 質量%で、C：0.01～0.20%、Cr：12.0～20.0%、Ni：4.0～12.0%、N：0.01～0.20%を含むとともに下記(1)式で定義されるMd(N)の値が0～125となる化学組成を有し、平均粒径5μm以下の微細オーステナイト単相組織、または平均粒径5μm以下の微細*

$$Md(N) = 580 - 520C - 2Si - 16Mn - 16Cr - 23Ni - 26Cu - 300N - 10Mo \quad \dots$$

…(1)

【請求項2】 質量%で、C：0.01～0.20%、Cr：12.0～20.0%、Ni：4.0～12.0%、N：0.01～0.20%を含むとともに下記(1)式で定義されるMd(N)の値が0～125となる化学組成を有し、冷間加工されたオーステナイト単相組織、冷間加工されたオーステナイト+マルテ※

$$Md(N) = 580 - 520C - 2Si - 16Mn - 16Cr - 23Ni - 26Cu - 300N - 10Mo \quad \dots$$

…(1)

【請求項3】 金属組織が、下記i) ii)のいずれかの組織を呈する鋼板を冷間圧延する方法で得られる微細組織である、請求項2に記載の鋼板。

- i) 平均粒径5μm以下の微細オーステナイト単相組織。
- ii) 平均粒径5μm以下の微細オーステナイト相の一部がマルテンサイトに変態した微細オーステナイト+マルテンサイト2相組織。

【請求項4】 化学組成が、質量%で、C：0.01～0.20%、Cr：12.0～20.0%、Ni：4.0～12.0%、N：0.01～0.20%、Si：4.0%以下、Mn：5.0%以下、P：0.04★

$$Md(N) = 580 - 520C - 2Si - 16Mn - 16Cr - 23Ni - 26Cu - 300N - 10Mo \quad \dots$$

…(1)

【請求項5】 質量%で、C：0.01～0.20%、Cr：12.0～20.0%、Ni：4.0～12.0%、N：0.01～0.20%を含むとともに下記(1)式で定義されるMd(N)の値が0～125となる化学組成を有し、かつ60体積%以上のマルテンサイトを含む準安定オーステナイト系ステンレス冷延鋼板を用意し、この冷延鋼板を550～850℃の温度に加熱☆

$$Md(N) = 580 - 520C - 2Si - 16Mn - 16Cr - 23Ni - 26Cu - 300N - 10Mo \quad \dots$$

…(1)

【請求項6】 逆変態処理に供する冷延鋼板の化学組成が、質量%で、C：0.01～0.20%、Cr：12.0～20.0%、Ni：4.0～12.0%、N：0.01～0.20%、Si：4.0%以下、Mn：5.0%以下、P：0.040%以下、S：0.020%以下、O：0.02%以下、Mo：0（無添加）～5.0%、Cu：0（無添加）～3.0%、Ti：0（無添加）～0.50%、Nb：0（無添加）～0.50%、Al：0（無添加）～0.20 ◆

$$Md(N) = 580 - 520C - 2Si - 16Mn - 16Cr - 23Ni - 26Cu - 300N - 10Mo \quad \dots$$

…(1)

【請求項7】 逆変態処理における550～850℃での保持時間が均熱0～180秒である請求項5または6に記載の製造法。

【請求項8】 逆変態処理後に、90%以下の圧下率で最終冷間圧延を施す請求項5～7に記載の製造法。

【請求項9】 逆変態処理後に、250～540℃で時効処理

* オーステナイト相の一部がマルテンサイトに変態した微細オーステナイト+マルテンサイト2相組織を呈し、鋼板のT方向およびL方向の縦弾性係数がともに200000N/mm²以上である高弾性準安定オーステナイト系ステンレス鋼板。

※ ンサイト2相組織、または冷間加工されたマルテンサイト単相組織を呈し、硬さがHv350以上であり、鋼板のT方向およびL方向の縦弾性係数がともに200000N/mm²以上である高弾性準安定オーステナイト系ステンレス鋼板。

★ 0%以下、S：0.020%以下、O：0.02%以下、Mo：0（無添加）～5.0%、Cu：0（無添加）～3.0%、Ti：0（無添加）～0.50%、Nb：0（無添加）～0.50%、Al：0（無添加）～0.20%、B：0（無添加）～0.015%、REM：0（無添加）～0.20%、Y：0（無添加）～0.20%、Ca：0（無添加）～0.10%、Mg：0（無添加）～0.10%で残部がFeおよび不可避免の不純物からなり、下記(1)式で定義されるMd(N)の値が0～125となるものである請求項1～3に記載の鋼板。

☆ してマルテンサイトをオーステナイトに逆変態させることにより平均粒径5μm以下の微細オーステナイト単相組織とし、その状態から常温まで冷却する熱処理（逆変態処理）を行う、鋼板のT方向およびL方向の縦弾性係数がともに200000N/mm²以上の高弾性準安定オーステナイト系ステンレス鋼板の製造法。

◆ %, B：0（無添加）～0.015%、REM：0（無添加）～0.20%、Y：0（無添加）～0.20%、Ca：0（無添加）～0.10%、Mg：0（無添加）～0.10%で残部がFeおよび不可避免の不純物からなり、下記(1)式で定義されるMd(N)の値が0～125となるものである請求項5に記載の製造法。

を施す請求項5～7に記載の製造法。

【請求項10】 逆変態処理後に、90%以下の圧下率で最終冷間圧延を施し、さらに250～540℃で時効処理を施す請求項5～7に記載の製造法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、高強度を必要とし、縦弾性係数（ヤング率）が大きいことが要求される各種用途、例えば、鉄道車両のマクラハリや横ハリ材、カーアンテナ、ドクターブレード等の各種ブレード、プリンターレールシャフト、ゴルフクラブヘッド部、スプリングバックの小さいばね、制振性が要求されるばね、押しボタンスイッチとしての反発力が要求されるタクトスイッチ、VTRカセットの押さえばね、ベアリングシール材等に好適に使用できる、高弾性を有する高強度準安定オーステナイト系ステンレス鋼板およびその製造法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】金属材料の縦弾性係数を上昇させる手段としては、理論的には高弾性を有する析出物を析出させ、その体積率に応じて弾性率が向上する現象を利用する手法や、単結晶を用いて集合組織を制御する手法等がある。しかし、これらを工業的に実用化することはかなり困難である。

【0003】一方、工業的手法により縦弾性係数の向上を図った例として、SUS301系の準安定オーステナイト系ステンレス鋼を用いて、冷間圧延によって生成させた加工誘起マルテンサイトを利用する方法が知られている（日本金属学会誌 第33巻 第5号 p.511～515）。しかし、この手法によれば、冷間圧延方向に対し直角方向（T方向）の縦弾性係数は大きく向上する反面、冷間圧延方向（L方向）の縦弾性係数はあまり上昇しないか逆に下がる傾向がある。例えばSUS301 3/4材の縦弾性係数はT方向で200000N/mm²程度が得られるものの、L方向では170000～180000N/mm²程度である。すなわち、準安定オーステナイト系ステンレス鋼を用いた高弾性化手法では、鋼板内の特定方向だけしか縦弾性係数の十分な向上が図れないという欠点があり、必ずしも安定して高い縦弾性係数が得られていないのが現状である。

【0004】

【発明が解決しようとする課題】前記各種用途に用いる高強度ステンレス鋼板は、鋼板のT方向、L方向ともに＊

$$Md(N) = 580 - 520C - 2Si - 16Mn - 16Cr - 23Ni - 26Cu - 300N - 10Mo \quad \dots$$

…(1)

【0007】ここで、Mo, Cu, Ti, Nb, Al, B, REM, Y, Ca, Mgの下限を0（無添加）としたのは、これらの元素は、Si, Mn, N等と異なり、一般的な製鋼プロセスにおいて原料から混入して来ないのが通常であるため、無添加の場合は0%（一般的な分析手法による検出限界以下）となることを考慮したものである。オーステナイトやマルテンサイトの他には、析出物や介在物が少量（概ね1体積%以下）存在していても構わない。鋼板のT方向とは圧延方向に直角の方向、L方向とは圧延方向に平行な方向をいう。

(1)式右辺のC, Si, Mn, Cr, Ni, Cu, N, Moの箇所にはそれぞれ質量%で表された各元素の含有量が代

＊安定して200000N/mm²以上の高い縦弾性係数が得られるものであることが望まれる。本発明は、そのような高弾性・高強度ステンレス鋼板を準安定オーステナイト系ステンレス鋼を用いて工業的に安定的に製造し、提供することを目的とする。

【0005】

【課題を解決するための手段】発明者らは種々研究の結果、加工誘起マルテンサイトが高温でオーステナイトに逆変態するとき生じる組織の微細化現象を積極的に利用することにより、SUS301系のような準安定オーステナイト系ステンレス鋼においても、上記のような異方性の少ない高弾性ステンレス鋼板の実現が可能であることを見出した。

【0006】すなわち、上記目的は、質量%で、C: 0.01～0.20%, Cr: 12.0～20.0%, Ni: 4.0～12.0%, N: 0.01～0.20%を含有するとともに下記(1)式で定義されるMd(N)の値が0～125となる化学組成を有する鋼板、好ましくはC: 0.01～0.20%, Cr: 12.0～20.0%, Ni: 4.0～12.0%, N: 0.01～0.20%, Si: 4.0%以下, Mn: 5.0%以下, P: 0.040%以下, S: 0.020%以下, O: 0.02%以下, Mo: 0（無添加）～5.0%, Cu: 0（無添加）～3.0%, Ti: 0（無添加）～0.50%, Nb: 0（無添加）～0.50%, Al: 0（無添加）～0.20%, B: 0（無添加）～0.015%, REM: 0（無添加）～0.20%, Y: 0（無添加）～0.20%, Ca: 0（無添加）～0.10%, Mg: 0（無添加）～0.10%で残部がFeおよび不可避的不純物からなり、下記(1)式で定義されるMd(N)の値が0～125となる化学組成を有する鋼板であって、平均粒径5μm以下の微細オーステナイト単相組織、または平均粒径5μm以下の微細オーステナイト相の一部がマルテンサイトに変態した微細オーステナイト+マルテンサイト2相組織を呈し、鋼板のT方向およびL方向の縦弾性係数がともに200000N/mm²以上である高弾性準安定オーステナイト系ステンレス鋼板によって達成される。

入される。なお、本明細書において「鋼板」には「鋼帯」が含まれる。

【0008】また本発明では、上記化学組成を有する鋼板であって、冷間加工されたオーステナイト単相組織、冷間加工されたオーステナイト+マルテンサイト2相組織、または冷間加工されたマルテンサイト単相組織の金属組織を呈し、硬さがHv350以上であり、鋼板のT方向およびL方向の縦弾性係数がともに200000N/mm²以上である高弾性準安定オーステナイト系ステンレス鋼板を提供する。

【0009】また特に、上記金属組織が、下記i) ii)のいずれかの組織を呈する鋼板を冷間圧延する方法で得ら

れる微細組織である鋼板を提供する。

- i) 平均粒径 $5\mu\text{m}$ 以下の微細オーステナイト単相組織。
- ii) 平均粒径 $5\mu\text{m}$ 以下の微細オーステナイト相の一部がマルテンサイトに変態した微細オーステナイト+マルテンサイト2相組織。

【0010】さらに本発明では、上記のような高弾性を有する準安定オーステナイト系ステンレス鋼板の製造法として、以下の方法を提供する。すなわち、前記の化学組成を有しかつ60体積%以上のマルテンサイトを含む準安定オーステナイト系ステンレス冷延鋼板を用意し、この冷延鋼板を $550\sim 850^{\circ}\text{C}$ の温度に加熱してマルテンサイトをオーステナイトに逆変態させることにより平均粒径 $5\mu\text{m}$ 以下の微細オーステナイト単相組織とし、その状態から常温まで冷却する熱処理（逆変態処理）を行う製造法を提供する。また、 $550\sim 850^{\circ}\text{C}$ の保持時間を均熱0～180秒とする製造法を提供する。ここで、「逆変態処理」とは、昇温過程から冷却過程までを含む一連の過程をいう。

【0011】また本発明では、上記の逆変態処理後に、
i) 90%以下の圧下率で最終冷間圧延を施す製造法、ii) $250\sim 540^{\circ}\text{C}$ で時効処理を施す製造法、iii) 90%以下の圧下率で最終冷間圧延を施し、さらに $250\sim 540^{\circ}\text{C}$ で時効処理を施す製造法を提供する。

【0012】

【発明の実施の形態】本発明では、準安定オーステナイト系ステンレス鋼を用いて、T方向およびL方向の縦弾性係数がともに 200000N/mm^2 以上である高弾性ステンレス鋼板を実現する。そのために、加工誘起マルテンサイトが高温でオーステナイトに逆変態するときに生じる組織の微細化現象を積極的に利用する（前述）。ただし、単に加工誘起マルテンサイトを逆変態させるだけで、目的とする高弾性鋼板が得られるわけではない。それには、化学組成や金属組織などに関して工夫が必要である。以下、本発明を特定するための事項について説明する。

【0013】【合金元素】Cは、オーステナイト形成元素であり、マルテンサイトの強化に極めて有効である。また、逆変態開始温度を低下させる作用があり、これが逆変態処理において微細な逆変態オーステナイト粒の形成に寄与する。これらの作用を十分に発揮させるには、0.01質量%以上のC含有が必要である。0.018質量%以上の含有が好ましく、0.05質量%以上の含有が一層好ましい。ただし、C含有量の増大に伴って逆変態処理の冷却過程や時効処理で粒界にCr炭化物が析出しやすくなり、粒界腐食や疲労特性低下の原因となる。これは熱処理条件の制御により工業的にある程度回避できるが、その点を考慮してもC含有量の上限は0.20質量%にすべきである。

【0014】Crは、ステンレス鋼としての耐食性を確保する上で必須の元素である。前記各種用途に必要な耐

食性を付与するには少なくとも10.0質量%のCr含有を必要とする。しかし、20.0質量%を超えて多量にCrを含有させると鋼板の靱性が低下する。またマルテンサイトを十分に生成させる上でC、N、Ni、Mn、Cu等のオーステナイト形成元素を多量に添加する必要が生じ、これは鋼板のコスト増を招くだけでなく、室温でオーステナイトを必要以上に安定化し高強度化を困難にする。このため、Cr含有量の上限は20.0質量%とした。

【0015】Niは、オーステナイト形成元素であり、冷間圧延で生成する加工誘起マルテンサイト量を適正化する上で必須の元素である。また、Cと同様に逆変態温度を低下させる作用があるため、逆変態オーステナイトの微細化に寄与する。しかし、過剰のNi添加は加工誘起マルテンサイトの生成を困難にする。これらの点を考慮し、Ni含有量は4.0～12.0質量%に規定した。なお、4.0を超え～12.0質量%の範囲とすることが一層好ましい。

【0016】Nは、オーステナイト形成元素であり、Cと同様にマルテンサイトを強化するとともに、逆変態開始温度を低下させてオーステナイトの微細化に寄与する。その作用を有効に発揮させるためには0.01質量%以上のN添加が必要である。しかし、過剰のN添加は製鋼時にブローホール発生を招き、鋼材の表面疵の原因となる。また逆変態処理の冷却過程で粒界へのCr窒化物の析出を促し、粒界腐食や疲労特性低下の原因となる。このため、N含有量は0.20質量%以下とした。

【0017】Siは、フェライト形成元素であり、マルテンサイトを硬くするとともに、オーステナイト相にも固溶しこれを硬化させ、冷間圧延後の強度向上に寄与する。また、ひずみ時効により時効硬化能を向上させる。しかし、多量のSi添加は高温割れを誘発するなど、製造上種々の問題を生じる。このため、Siを添加する場合は4.0質量%以下の範囲で行うことが望ましい。

【0018】Mnは、オーステナイト形成元素であり、Niと同様に冷間圧延での加工誘起マルテンサイト量の適正化に寄与し、またCと同様に逆変態温度を低下させオーステナイトの微細化に寄与する。しかし、過剰のMn添加は冷間圧延での加工誘起マルテンサイトの生成を困難にし、逆変態を利用した組織微細化ができなくなる。このため、Mnを添加する場合は5.0質量%以下の範囲で行うことが望ましい。

【0019】Moは、ステンレス鋼板の耐食性を向上させるとともに、逆変態時に炭窒化物を微細に分散させる作用を示す。また、Moはそれ自体のドラッグ効果により結晶粒成長を抑制するので、逆変態を利用して組織の微細化を狙う本発明においてMoの添加は非常に有効である。ただし、多量のMo添加は高温での δ フェライト生成を促し好ましくない。またMoは高価な元素である。このため、Moを添加する場合は5.0質量%以下の範囲で行うことが望ましい。

【0020】Cuは、オーステナイト形成元素であり、逆変態温度を低下させる。また逆変態時の時効硬化作用を有する。しかし、過剰のCu添加は熱間加工性を劣化させ耳割れ発生の原因になる。このため、Cuを添加する場合は3.0質量%以下の範囲で行うことが望ましい。

【0021】Tiは、逆変態時の強度上昇に有効であるが、多量の添加は製鋼スラブの表面疵発生を招く。このため、Tiを添加する場合は0.50質量%以下の範囲で行うことが望ましい。Nbは、逆変態オーステナイト相の粒成長を抑制する作用を有するが、多量の添加は高温強度上昇による熱間加工性の低下を招く。このため、Nbを添加する場合は0.50質量%以下の範囲で行うことが望ましい。

【0022】Alは、製鋼時の脱酸に有効な元素であり、プレス成形性に悪影響を及ぼす A_2 系介在物を大幅に減少させる効果がある。しかし、0.20質量%を超えて含有させてもその効果は飽和し、さらに表面欠陥の増加を招くなどの弊害をもたらす。このため、Alを添加する場合は0.20質量%以下の範囲で行うことが望ましい。

【0023】Bは、熱間加工性を改善する作用があり、特にSに起因した熱間圧延時の耳割れ発生を防止する効果が大きい。Bを添加する場合は0.015質量%以下の範囲で行うことが望ましい。

【0024】REM(希土類元素)、Y、Ca、Mgは、熱間加工性や耐酸化性の向上に有効な元素である。これらの元素を添加する場合は、REM、Yについては0.20質量%以下、Ca、Mgについては0.10質量%以下の範囲で行うことが望ましい。その他、逆変態オーステナイト相自体の強度を上昇させ、かつ粒成長を抑える作用のあるVを0.5質量%以下の範囲で含有させてもよい。

【0025】Pは、固溶強化能の大きい元素であるが、靱性に悪影響を及ぼすことがあるため、0.040質量%以下に制限する。Sは、熱間圧延での耳割れ発生を助長するなどの弊害をもたらすので、0.020質量%以下に制限する。Oは、酸化物系の非金属介在物を形成して鋼の清浄度を低下させ、プレス成形性や曲げ加工性に悪影響を与えるため、0.02質量%以下に制限する。

【0026】〔Md(N)値〕本発明では、冷間圧延で加工誘起マルテンサイトを生成させ、これを逆変態させることにより微細なオーステナイト組織を得る。後述するように、逆変態処理に供する冷延鋼板は、鋼板中の全マルテンサイト量が60体積%以上であることが必要である。また、逆変態処理の冷却過程で約20体積%を超える焼入れマルテンサイトが生成すると、目的とする高弾性が安定的に得られない。このため本発明では前記(1)式で定義されるオーステナイト安定度の指標Md(N)を用いて、その値を0~125に規定している。すなわち、Md(N)値が0未満の鋼種では工業的に非常に困難な低温で冷間圧延しなければ上記の望ましい組織は得られず、125を超える鋼種では逆変態処理の冷却過程で約20体積%を超える

多量のマルテンサイトが生成してしまい、残っている逆変態オーステナイトの平均粒径が $5\mu\text{m}$ 以下であっても20000N/mm²以上の高い縦弾性係数を安定して得ることが難しくなる。

【0027】〔金属組織〕金属材料において結晶粒が微細化すると引張強さや降伏強度(あるいは耐力)が向上することは一般によく知られた現象である。しかしながら、鋼板の縦弾性係数を向上させる手段として結晶粒の微細化を積極的に利用する技術は確立されていない。その原因として、平均結晶粒径が数 μm レベルで、かつ方向性の少ない組織状態を実現することは必ずしも容易でないことなどの理由により、鋼板の縦弾性係数に関し、数 μm レベルの微細組織についての研究が十分に行われていないことが挙げられる。発明者らはマルテンサイトの逆変態に着目し、準安定オーステナイト系鋼種において極めて微細かつ等方的な組織状態を安定的に実現することによって鋼板の縦弾性係数をT方鋼・L方向ともに大幅に向上させることに成功した。

【0028】具体的には、前記の化学組成に調整された鋼板において、以下のいずれかの組織状態を実現した。

- a) 平均粒径 $5\mu\text{m}$ 以下の微細オーステナイト単相組織
- b) 平均粒径 $5\mu\text{m}$ 以下の微細オーステナイト相の一部がマルテンサイトに変態した微細オーステナイト+マルテンサイト2相組織

このうちb)の組織中のマルテンサイトは、マルテンサイトを構成するブロックが小さくなっており、通常のマルテンサイトとは形態を異にするものである。この点は電子顕微鏡観察により識別される。これらa)、b)の組織は、高温のオーステナイト単相領域で生成した平均粒径 $5\mu\text{m}$ 以下の微細オーステナイト相に由来するものである。なお、b)の組織中のマルテンサイトは、加工誘起マルテンサイト、焼入れマルテンサイト、またはそれら両者の混合相であるが、焼入れマルテンサイトが存在する場合はその含有量は20体積%以下の範囲で許容される。

【0029】また、上記a)またはb)の組織を呈する鋼板をベースに冷間圧延を施すと、高弾性特性を一層向上させることができ、強度向上も図れる。その場合、冷間圧延率がある程度大きくなると加工誘起マルテンサイトが形成されるので、以下の3パターンの組織状態が出現する。

- c) 冷間加工されたオーステナイト単相組織
- d) 冷間加工されたオーステナイト+マルテンサイト2相組織

e) 冷間加工されたマルテンサイト単相組織
このうちd)、e)におけるマルテンサイトは主として加工誘起マルテンサイトであるが、20体積%以下の焼入れマルテンサイトが含まれていてもよい。

【0030】これらc)~e)の組織が上記a)またはb)から生じたものであるかどうかは、冷間圧延率が比較的低い場合は電子顕微鏡観察により調べることができる。た

だ、発明者らの詳細な検討の結果、上で規定した化学組成を有し、上記c)～e)の金属組織を呈する鋼板において、硬さがHv350以上で、かつT方向、L方向の縦弾性係数がともに200000N/mm²以上であれば、その鋼板の金属組織は上記a)またはb)の組織から生じたものであるとすることができる。

【0031】これらの微細組織においては、単位体積あたりの粒界頻度が極めて高い。このため、弾性変形領域での変形による変形歪は容易に粒界にバイルアップされ、その変形歪による転位同士が互いに近い距離で干渉し合う。この転位の干渉により、マクロ的に一定の弾性変形を付与したときに発生する応力が高くなる。つまり、弾性係数が大きくなるわけである。

【0032】〔T方向およびL方向の縦弾性係数がともに200000N/mm²以上〕鋼板からT方向の引張試験片とL方向の引張試験片を採取してそれぞれ引張試験を行ったとき、いずれの縦弾性係数も200000N/mm²以上であることが、前記各種用途に非常に適した特性を有する鋼板であることの必要条件となる。

【0033】〔硬さがHv350以上〕前記各種用途においてその使用範囲を広げるにはHv350以上の硬さを確保することが望ましい。このような高い硬度は、逆変態処理とその後の最終冷間圧延あるいは時効処理を組み合わせること（後述）によって得られる。

【0034】次に、以上のような高弾性を有する準安定オーステナイト系ステンレス鋼板の製造条件について説明する。

【0035】〔逆変態処理に供する出発材料〕出発材料として、60体積%以上のマルテンサイトを含む準安定オーステナイト系ステンレス冷延鋼板を用意する。この出発材料は、溶体化処理を経た焼鈍鋼板を冷間圧延することによって得られる。本発明で規定する化学組成範囲では、溶体化処理後に最大約20体積%の焼入れマルテンサイトが存在し得る。この焼入れマルテンサイト自体も逆変態処理においてオーステナイトになるものであるが、発明者らの研究によれば、加工誘起マルテンサイトの存在が組織の微細化に大きく寄与することがわかった。すなわち、平均粒径5μm以下の微細オーステナイト組織を得るには、逆変態処理前の段階において、①加工誘起マルテンサイトが存在していること、②かつ全マルテンサイト量が60体積%以上になっていること、が必要である。Md(N)値が低いものは溶体化処理後にオーステナイト単相組織を呈するが、この場合は冷間圧延で60体積%以上の加工誘起マルテンサイトを生成させておく必要がある。なお、ここでいう「冷延鋼板」とは、冷間圧延を施した後、熱処理を受けていないものを意味する。

【0036】〔逆変態処理〕逆変態処理では、鋼板中に存在するマルテンサイトが全部オーステナイトに逆変態する温度域に加熱する。ただし、そのような温度域であっても、550℃未満では逆変態オーステナイトの反応が

著しく遅いため、工業生産に不向きである。一方、850℃を超えると生成した逆変態オーステナイトの粒成長の速度が大きいため、平均粒径5μm以下の微細組織にコントロールすることが極めて難しい。このため、逆変態処理の加熱温度は550～850℃に規定した。この温度範囲における保持時間は均熱0～180秒とすることが望ましい。ここで均熱0秒とは、材料の板厚中心部がこの温度範囲に到達したのち直ちに冷却を開始する場合をいう。逆変態処理の冷却過程では、最大20%の焼入れマルテンサイトの生成が許容される。

【0037】〔最終冷間圧延・時効処理〕逆変態処理を終了した鋼板は、そのままT方向、L方向ともに200000N/mm²以上の縦弾性係数を示すものであるが、これをベースにして更に「最終冷間圧延」、「時効処理」、または「最終冷間圧延+時効処理」を施すことにより上記の高弾性特性を一層向上させることができる。最終冷間圧延での歪みや時効処理での溶質原子の集積は弾性変形時の可動転位の動きを抑え、縦弾性係数の向上に寄与する。また、同時に強度（硬度）も向上する。

【0038】一般に過度の冷間圧延は材質の異方性をもたらすが、本発明の逆変態を利用した微細組織鋼板においては、非常に高い冷延率でも異方性を生じにくい。このため、最終冷間圧延の冷延率を90%程度まで高めることができる。この原因として、逆変態処理で生成したオーステナイトは集合組織をもたない比較的ランダムな方位を有していること、またそのような微細オーステナイト組織鋼板を冷間圧延した場合に生成する加工誘起マルテンサイトも、比較的方向性を持たないものとなることが考えられる。

【0039】時効処理温度については、250℃未満では縦弾性係数の向上に対する寄与が少なく、また540℃を超えると加熱時間が短時間であっても逆変態処理後に過飽和に固溶していたCがCr炭化物を形成して粒界および粒内へ多量に析出し、材料強度の低下や耐食性の低下を招く。このため、時効温度は250～540℃に規定した。時効処理時間は均熱0.5～120分とすることが望ましい。

【0040】

【実施例】表1に供試材の化学成分値（質量%）および前記(1)式により求めたMd(N)値を示す。表1中の鋼No. 1～8は化学組成が本発明規定範囲にある「発明対象鋼」、鋼No.9～13は「比較鋼」である。これらの鋼を真空溶解炉を用いて溶製し、鍛造、熱延を経て板厚3.0mmの熱延板とし、1050℃×60秒の熱延板焼鈍を行い、酸洗し、次いで冷間圧延を行って板厚0.8mmの冷延鋼板を得た。この冷延鋼板について種々の温度で均熱60秒の逆変態処理を施した。逆変態処理のあと、適宜最終冷間圧延あるいは時効処理（均熱60分）を施し、以下の4タイプ製造履歴を有する鋼板サンプルを得た。

〔履歴1〕逆変態処理のまま

〔履歴2〕逆変態処理→最終冷間圧延

〔履歴3〕逆変態処理→時効処理

〔履歴4〕逆変態処理→最終冷間圧延→時効処理

【0041】各サンプルについて、逆変態オーステナイトの平均粒径、硬さ、T方向とL方向の縦弾性係数を測定した。逆変態オーステナイトの平均粒径の測定は、履歴1、3のサンプルについては光学顕微鏡または電子顕微鏡を用いてL-断面における板厚中心部の粒径を切片法で求めた。履歴2、4のサンプルは最終冷間圧延により逆変態オーステナイト結晶粒は偏平型になっているの*

*で、正六角形近似で面積近似して結晶粒径を換算した。最終冷間圧延率が大きくて結晶粒径が測定できなかったものは、予め逆変態処理後、最終冷間圧延前に測定しておいたオーステナイト平均粒径を表示した。縦弾性係数は、JIS 13B号引張試験片にひずみゲージを貼り付けて、応力-変位のグラフの傾きから求めた。実験条件および測定結果を表2に示す。

【0042】

【表1】

(質量%)

	鋼No.	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	N	O	その他	Md(N)
発 明 対 象 鋼	1	0.125	1.43	2.80	0.025	0.015	5.89	18.02	0.98	0.089	0.0042		7.0
	2	0.020	0.47	1.43	0.031	0.003	6.72	16.63	0.10	0.141	0.0028		81.8
	3	0.018	0.49	4.18	0.025	0.005	7.18	17.49	0.02	0.110	0.0032	B:0.008	24.6
	4	0.058	1.35	1.26	0.026	0.008	8.80	12.48	2.30	0.078	0.0074	Nb:0.28	124.5
	5	0.077	1.54	0.89	0.027	0.001	6.23	15.65	1.98	0.084	0.0084	Al:0.14	84.0
	6	0.080	3.75	0.30	0.033	0.008	8.42	13.65	2.28	0.076	0.0079	Ti:0.37, B:0.011	68.4
	7	0.082	2.73	0.37	0.028	0.018	5.91	12.59	1.52	0.115	0.0064	Cu:1.67, Nb:0.31	95.5
	8	0.101	0.56	0.78	0.024	0.003	6.25	16.72	0.25	0.038	0.0055	Ca:0.011, Y:0.04	88.7
比 較 鋼	9	0.214*	0.52	0.34	0.025	0.007	9.24	16.23	1.87	0.009	0.0056		-31.4*
	10	0.084	0.45	0.42	0.024	0.009	4.56	16.25	0.86	0.008	0.0059	Nb:0.23	152.8*
	11	0.185	0.87	5.28*	0.029	0.007	6.76	14.05	1.89	0.011	0.0060	Ti:0.34, Ca:0.005	-4.9*
	12	0.102	1.78	3.45	0.035	0.018	2.03*	19.00	1.52	0.065	0.0045	Ca:0.017	82.8
	13	0.128	0.24	1.98	0.019	0.022	7.00	12.89	4.23	0.011*	0.0095	Cu:1.87	19.8

*) 本発明規定範囲外

【0043】

【表2】

区分	例 No.	鋼 No.	逆変態 処理温 度 (℃)	最終冷 間圧延 率 (%)	時効 温度 (℃)	オーステナイト 平均粒径 ※ (μm)	硬さ (Hv)	縦弾性係数 (N/mm^2)	
								L方向	T方向
本 発 明 例	1	1	650	—	—	1.8	290	208000	211000
	2	1	575	88	—	[0.5]	395	220000	226000
	3	2	625	—	—	0.8	329	210000	215000
	4	2	740	28	450	3.6	429	223000	230000
	5	3	590	75	530	[1.3]	453	215000	222000
	6	3	765	—	—	3.9	275	208000	213000
	7	4	700	—	—	1.7	288	216000	222000
	8	5	765	25	—	4.2	420	218000	226000
	9	6	570	50	—	[1.2]	459	224000	229000
	10	7	675	60	480	[1.6]	528	234000	239000
	11	8	625	28	—	1.1	406	224000	235000
	12	4	600	—	500	0.6	352	217000	222000
比 較 例	21	1	890*	—	—	12.5*	221	177000*	185000*
	22	2	530*	—	—	0.6	235	182000*	186000*
	23	3	510*	50	—	[0.5]	373	182000*	196000*
	24	4	920*	90	350	[17.5*]	520	184000*	203000
	25	9*	650	—	—	6.6*	256	196000*	208000
	26	10*	720	—	—	4.2	335	187000*	192000*
	27	11*	670	80	—	8.2*	378	186000*	195000*
	28	12*	670	—	—	3.8	265	176000*	193000*
	29	13*	770	50	480	9.2*	367	189000*	198000*

*) 本発明規定範囲外

※) 縦弾性係数測定試料における粒径を示す。

ただし [] は最終冷間圧延前のオーステナイト平均粒径を示す。

【0044】本発明例のものは、いずれもT方向およびL方向ともに縦弾性係数が200000N/mm²以上の優れた高弾性特性を有していた。なかでも最終冷間圧延あるいは時効処理を施したものは、縦弾性係数および硬さに一層の向上が見られた。これに対し、比較例のNo.21、24は逆変態温度が高すぎたためオーステナイト平均粒径が5 μm を超えて大きくなり、No.22、23は逆変態処理温度が低すぎたため十分にオーステナイトへの逆変態が起こらず、いずれの場合も200000N/mm²以上の縦弾性係数を安定して得ることはできなかった。比較例のNo.25～29は鋼の化学組成が本発明の規定を外れるものであり、いずれも200000N/mm²以上の縦弾性係数を安定して得ることはできなかった。このうちNo.26、28はMd(N)値が125を超えて高かったため逆変態処理後に焼入れマルテンサイトが20体積%を超えて多量に生成したものであり、残部の逆変態オーステナイトの平均粒径が5 μm 以下であるに*

* もかかわらず高弾性は得られていない。

【0045】

【発明の効果】本発明によれば、鋼板のT方向、L方向ともに200000N/mm²以上の高い縦弾性係数を有する準安定オーステナイト系ステンレス鋼板を工業的に安定して製造し提供することが可能になった。本発明に係る鋼板は、鉄道車両のマクラハリや横ハリ材、カーアンテナ、ドクターブレード等の各種ブレード、プリンターレールシャフト、ゴルフクラブヘッド部、スプリングバックの小さいばね、制振性が要求されるばね、押しボタンスイッチとしての反発力が要求されるタクトスイッチ、VT Rカセットの押さえばね、ベアリングシール材等の各種用途において望まれていた高弾性特性を実現したものであり、これらの用途において、材料面から性能向上に寄与するものである。

フロントページの続き

(72)発明者 平松 直人

山口県新南陽市野村南町4976番地 日新製

鋼株式会社内

F ターム(参考) 4K037 EA01 EA02 EA05 EA06 EA12
EA13 EA15 EA16 EA17 EA18
EA19 EA20 EA21 EA22 EA23
EA25 EA27 EA28 EA31 EA36
EB02 EB06 EB07 EB08 EB09
FJ04 FJ05

This Page Blank (uspto)